



## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **05112846 A**(43) Date of publication of application: **07.05.93**

(51) Int. Cl.

**C22C 38/00****C21D 8/04****C21D 9/46****C22C 38/06**(21) Application number: **03299825**(22) Date of filing: **18.10.91**(71) Applicant: **SUMITOMO METAL IND LTD**(72) Inventor: **KOMATSUBARA NOZOMI  
NOMURA SHIGEKI  
KUNISHIGE KAZUTOSHI****(54) HIGH WORKABILITY HOT ROLLED HIGH  
TENSILE STRENGTH STEEL SHEET AND ITS  
MANUFACTURE**

(57) Abstract:

PURPOSE: To provide a high tensile strength steel sheet combining sufficiently excellent strength, ductility, weldability and bore expandability and showing good workability.

CONSTITUTION: Steel contg. 0.05 to 0.25% C, >0.05 to 1.0% Si, 0.8 to 2.5% Mn and 0.8 to 2.5% sol. Al or furthermore contg. specified amounts of one or more kinds among Ca, Zr, rare earth elements, Nb, Ti and V is held under heating to the  $Ac_3$  point or above, is

subjected to hot rolling, is completed with finish annealing at 780 to 840°C, is thereafter subjected to accelerated cooling and is coiled or is completed with finish rolling at 780 to 940°C, is subjected to accelerated cooling to the temp. range of 600 to 700°C at  $\geq 10^\circ\text{C/s}$  cooling rate, is subjected to air cooling in the above temp. range for 2 to 10sec, is furthermore subjected to accelerated cooling to 300 to 450°C at 220°C/sec cooling rate and is coiled, by which the hot rolled steel sheet having a structure essentially consisting of polygonal ferrite contg., by volume,  $\geq 5\%$  retained austenite can be obtd.

COPYRIGHT: (C)1993,JPO&amp;Japio

(19)日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平5-112846

(43)公開日 平成5年(1993)5月7日

(51)Int.Cl. <sup>5</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 W	7217-4K		
C 2 1 D 8/04	A	7412-4K		
9/46	T			
C 2 2 C 38/06				

審査請求 未請求 請求項の数6(全 9 頁)

(21)出願番号 特願平3-299825

(22)出願日 平成3年(1991)10月18日

(71)出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72)発明者 小松原 望

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(72)発明者 野村 茂樹

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(72)発明者 国重 和俊

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(74)代理人 弁理士 今井 毅

(54)【発明の名称】 高加工性熱延高張力鋼板とその製造方法

(57)【要約】

【目的】 十分に優れた強度、延性、溶接性及び穴抜け性を兼備し、良好な加工性を示す高張力鋼板を提供する。

【構成】 C:0.05~0.25%, Si:0.05超~1.0%, Mn:0.8~2.5%, sol.Al:0.8~2.5%を含むか、或いは更に特定量のCa, Zr, 希土類元素, Nb, Ti, Vの1種以上をも含有する鋼を、Ac<sub>3</sub>点以上に加熱保持してから熱間圧延を行い、780~840℃で仕上圧延を終了した後10~50℃/sの冷却速度にて300~450℃まで加速冷却し巻き取るか、或いは仕上圧延を780~940℃で終了して10℃/s以上の冷却速度にて600~700℃の温度域まで加速冷却し、その温度域で2~10秒間空冷してから更に20℃/s以上の冷却速度にて300~450℃まで加速冷却し巻き取ることにより、体積率で5%以上の残留オーステナイトを含むポリゴナルフェライト主体の組織を有した熱延鋼板を得る。

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】 重量割合にて

C: 0.05~0.25%, Si: 0.05超~1.0%, Mn: 0.8~2.5%, sol.Al: 0.8~2.5%

を含有すると共に残部成分がFe及び不可避免の不純物であり、かつ体積率で5%以上の残留オーステナイトを含んだポリゴナルフェライト主体の組織を有して成ることを特徴とする、延性と穴抜け性に優れた高加工性熱延高張力鋼板。

## 【請求項2】 重量割合にて

C: 0.05~0.25%, Si: 0.05超~1.0%, Mn: 0.8~2.5%, sol.Al: 0.8~2.5%

を含み、更に

Ca: 0.0002~0.01%, Zr: 0.01~0.10%, 希土類元素: 0.01~0.10%

の1種以上をも含有すると共に残部成分がFe及び不可避免の不純物であり、かつ体積率で5%以上の残留オーステナイトを含んだポリゴナルフェライト主体の組織を有して成ることを特徴とする、延性と穴抜け性に優れた高加工性熱延高張力鋼板。

## 【請求項3】 重量割合にて

C: 0.05~0.25%, Si: 0.05超~1.0%, Mn: 0.8~2.5%, sol.Al: 0.8~2.5%

を含み、更に

Nb: 0.005~0.10%, Ti: 0.005~0.10%, V: 0.005~0.20%

の1種以上をも含有すると共に残部成分がFe及び不可避免の不純物であり、かつ体積率で5%以上の残留オーステナイトを含んだポリゴナルフェライト主体の組織を有して成ることを特徴とする、延性と穴抜け性に優れた高加工性熱延高張力鋼板。

## 【請求項4】 重量割合にて

C: 0.05~0.25%, Si: 0.05超~1.0%, Mn: 0.8~2.5%, sol.Al: 0.8~2.5%

を含み、更に

Ca: 0.0002~0.01%, Zr: 0.01~0.10%, 希土類元素: 0.01~0.10%

の1種以上、並びに

Nb: 0.005~0.10%, Ti: 0.005~0.10%, V: 0.005~0.20%

の1種以上をも含有すると共に残部成分がFe及び不可避免の不純物であり、かつ体積率で5%以上の残留オーステナイトを含んだポリゴナルフェライト主体の組織を有して成ることを特徴とする、延性と穴抜け性に優れた高加工性熱延高張力鋼板。

【請求項5】 請求項1乃至4の何れかに記載の成分組成に構成された鋼をAc<sub>3</sub>点以上に加熱保持してから熱間圧延を行い、780~840℃で仕上圧延を終了した後、10~50℃/sの冷却速度にて300~450℃まで加速冷却し巻き取ることを特徴とする、請求項1乃至

4の何れかに記載の、体積率で5%以上の残留オーステナイトを含んだポリゴナルフェライト主体の組織を有した延性と穴抜け性に優れた高加工性熱延高張力鋼板の製造方法。

【請求項6】 請求項1乃至4の何れかに記載の成分組成に構成された鋼をAc<sub>3</sub>点以上に加熱保持してから熱間圧延を行い、780~940℃で仕上圧延を終了した後、10℃/s以上の冷却速度にて600~700℃の温度域まで加速冷却し、その温度域で2~10秒間空冷してから更に20℃/s以上の冷却速度にて300~450℃まで加速冷却し巻き取ることを特徴とする、請求項1乃至4の何れかに記載の、体積率で5%以上の残留オーステナイトを含んだポリゴナルフェライト主体の組織を有した延性と穴抜け性に優れた高加工性熱延高張力鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】 この発明は、自動車や産業機械等における高強度部材用鋼板として好適な延性と穴抜け性に優れた加工用高張力熱延鋼板、並びにその製造方法に関する。

## 【0002】

【従来技術とその課題】 今日、連続熱間圧延によって製造される所謂“熱延鋼板”は比較的安価な構造材料として各種分野で広く適用されるようになったが、その用途にはプレス加工等で成形される部材が多く、そのため強度と加工性の両面に対する要求が高い材料である。

【0003】 ところで、鋼材等においては一般に強度を増加させると加工性は低下するが、高強度と高延性が両立する鋼材として例えば特開昭55-44551号公報に記載されているようなDP鋼（Dual Phase鋼）が知られている。このDP鋼は〔フェライト+マルテンサイト〕の2相組織鋼であり、降伏比が低く延性が高いことを特徴としているが、それでも60キロ級ハイテン（TS: 60kgf/mm<sup>2</sup>）で伸び（EI）が約30%、「TS×EI」の値が2000未満、また80キロ級ハイテン（TS: 80kgf/mm<sup>2</sup>）で伸びが約20%、「TS×EI」の値が2000未満というのがその限界であり、それ以上の高延性化には対応できないのが現状であった。

【0004】 一方、これとは別に、従来の高強度鋼板の延性を大幅に向上させる手段として「残留オーステナイトのTRIP（変態誘起塑性）を利用する方法」が開発されている（例えば特開昭55-145121号公報参照）。そして、この方法によれば引張強さ（TS）: 110kgf/mm<sup>2</sup>以上、伸び: 22%以上を示し、「TS×EI」の値が2400を超す高延性高強度鋼板の製造が可能であると思われる。しかしながら、この方法ではC含有量を0.40~0.85%（以降、成分割合を表す%は重量%とする）と高めに調整する必要があることから得られる鋼板は溶接性等の点で劣り、自動車用鋼板としての適用範囲

は狭いものであった。

【0005】なお、低いC含有量の下で残留オーステナイトを確保して鋼に高延性を得る手段として、C:0.2%、Si:1.5%、Mn:1.5%を含有した鋼を熱間圧延し、A<sub>r3</sub>点近傍で仕上圧延を行った後、40/s以上の冷却速度で加速冷却してから400℃近傍で巻き取る方法が提案されている（特開昭63-4017号）。しかし、この方法では、伸びはDP鋼に比べて大幅に向上するものの加工性の重要な指標の1つである“穴抜け性”は改善されず、該穴抜け性はDP鋼板なみの30%程度であった。従って、伸びフランジ性が要求されるような部品に対しては使用することができなかった。

【0006】このようなことから、本発明が目的としたのは、十分に優れた強度、延性、溶接性並びに穴抜け性を兼備した加工用熱延高張力鋼板を安定して提供できる手段を確立することであった。

#### 【0007】

【課題を解決するための手段】そこで、本発明者等は上記目的を達成すべく、特に、溶接性面での満足が得られるC含有量範囲でもって自動車用等としても十分な高強度を示し、かつ“優れた延性と穴抜け性につながるTRIP効果を利用するに十分な量”のオーステナイトを含有する高延性熱延高張力鋼板の実現可能性を求めて種々の検討を重ねた結果、以下に示す如き知見を得ることができた。

【0008】a) Siは低C範囲で残留オーステナイトを確保するのに有効な元素であるが、穴抜け性を考慮してSi含有量を抑えた鋼においても、0.8%以上の割合でAlを含有させるとオーステナイトを残留させることが可能であり、これによって優れた引張強さ(TS)・伸び(EI)バランスが得られること。

【0009】b) 従来のSi添加残留オーステナイト型高張力鋼では、引張試験においては高い伸びが得られるものの穴抜け試験ではDP鋼なみの穴抜け率しか得られないのに対し、Al添加残留オーステナイト型高張力鋼の場合には、予想に反して優れた伸びと高い穴抜け率とを同時に満足できること。

【0010】c) しかも、Alはフェライト安定化元素であるためオーステナイトを残留させるのにAl添加は不利であると考えられたが、適量のAl添加を行うとポリゴンルフェライトの微細化が促進されて製品の伸びが向上する上、第2相が均一に分散されて穴抜け性の向上にも有効であること。

【0011】d) また、上記Al添加残留オーステナイト型高張力鋼では、適量のSiを含有させると、穴抜け性の著しい劣化を招くことなく強度を増大させることが可能であること。

即ち、表1には、Si+Al添加残留オーステナイト型の高張力鋼板(2.6mm厚)について引張特性と打抜き穴抜け性を調査した結果が、Si添加残留オーステナイト型高張力

鋼板、Al添加残留オーステナイト型高張力鋼板についての結果と対比して示されている。ここで、引張特性はJIS 5号試験片を使用し、穴抜け率については2.6mm×120mm×120mmの鋼片に14mmφの孔をクリアランス15%で打ち抜いた後、円錐ポンチを用いて調べたものである。この表1からも、Al添加残留オーステナイト型高張力鋼に適量のSiを含有させることにより、穴抜け性を余り劣化させることなく強度を増大させることが可能であり、引張強さ(TS)・穴抜け性バランスの優れた引張強さ:80kgf/mm<sup>2</sup>以上の残留オーステナイト型高張力鋼を実現できることが窺える。

【0012】e) 従って、溶接性が顕著に劣化しないC含有量範囲の低Si鋼に適量のAlとSiを含有させて、体積率で5%以上の残留オーステナイトを含むポリゴンルフェライト主体の組織を実現すると、自動車用鋼板等に要求される強度、延性、穴抜け性等の諸性質を十分に満足する熱延高張力鋼板が得られること。

【0013】f) 更に、上記穴抜け性に優れた高延性熱延高張力鋼板は、所定成分組成の鋼片を特定の条件に従って熱間圧延することにより再現性良く安定に製造することが可能であること。

【0014】本発明は、上記知見事項等を基に更なる研究を重ねて完成されたものであり、「熱延高張力鋼板を、

C:0.05~0.25%, Si:0.05超~1.0%, Mn:0.8~2.5%, sol.Al:0.8~2.5%

を含むか、或いは更に

Ca:0.0002~0.01%, Zr:0.01~0.10%, 希土類元素(REM):0.01~0.10%, Nb:0.005~0.10%, Ti:0.005~0.10%, V:0.005~0.20%

の1種以上をも含有すると共に残部成分がFe及び不可避免の不純物であり、かつ体積率で5%以上の残留オーステナイトを含んだポリゴンルフェライト主体の組織を有して成る構成とすることによって、優れた加工性(延性、穴抜け性等)をも備えしめた点」に特徴を有し、更には「C:0.05~0.25%, Si:0.05超~1.0%, Mn:0.8~2.5%, sol.Al:0.8~2.5%

を含むか、或いは更に

Ca:0.0002~0.01%, Zr:0.01~0.10%, 希土類元素(REM):0.01~0.10%, Nb:0.005~0.10%, Ti:0.005~0.10%, V:0.005~0.20%

の1種以上をも含有すると共に残部成分がFe及び不可避免の不純物から成る鋼を、Acs点以上に加熱保持してから熱間圧延を行い、そして、780~840℃で仕上圧延を終了した後、10~50℃/sの冷却速度にて300~450℃まで加速冷却し巻き取るか、或いは仕上圧延を780~940℃で終了して10℃/s以上の冷却速度にて600~700℃の温度域まで加速冷却し、その温度域で2~10秒間空冷してから更に20℃/s以上の冷却速度にて300~450℃まで加速冷却し巻き取ることに

より、前記「体積率で5%以上の残留オーステナイトを含むポリゴナルフェライト主体の組織」を有した延性並びに穴抜け性に優れる高加工性熱延高張力鋼板を安定して製造し得るようにした点」にも大きな特徴を有している。

【0015】ここで、前記「ポリゴナルフェライト主体組織」とは、残留オーステナイト以外の組織（例えばベイナイト）がポリゴナルフェライトの性質に格別な影響を及ぼさない程度に止まる、「実質的にポリゴナルフェライトから成る組織」を意味することは言うまでもない。

#### 【0016】

【作用】次に、本発明において鋼板（鋼片）の成分組成並びにその製造条件を前記の如くに限定した理由を、その作用と共に詳述する。

#### A) 鋼板（鋼片）の化学組成

##### C

Cは、熱延後の冷却過程において、フェライト変態の進行に伴い未変態オーステナイト中に濃縮してオーステナイトを安定化させると共に、鋼板の強化に寄与する作用を有しているが、その含有量が0.05%未満では強度の確保とオーステナイトの安定化効果が十分でなく、一方、0.25%を超えてCを含有させると溶接性が顕著に劣化する上、ポリゴナルフェライト量が減少してベイナイト量が増加し過ぎるために穴抜け性も劣化する。従って、C含有量は0.05～0.25%と定めた。

#### 【0017】Si

一般に、Siはポリゴナルフェライトの生成を促進してCの未変態オーステナイトへの濃縮を助け、またセメンタイトの析出を遅らせる作用を有しているためオーステナイトを残留させるために極めて有効な元素とされているが、本発明においては、主としてポリゴナルフェライトを固溶強化し鋼板強度を高めるために添加される。そして、Si含有量が0.05%以下であると上記強化作用が不十分で所望の強度が確保できず、一方、1.0%を超えて含有させても前記作用による効果が飽和する上に、硬質なマルテンサイトが生成して穴抜け性の劣化を招く。従って、Si含有量は0.05%を超え2.5%以下の範囲と定めた。

#### 【0018】Mn

Mnはオーステナイト安定化元素であって、未変態オーステナイトのMs点を低下させると共に焼入れ性を向上させ、未変態オーステナイトがパーライト変態するのを抑制する作用を発揮する。しかし、Mn含有量が0.8%未満では前記作用による所望の効果が得られず、一方、2.5%を超えて含有させると熱延後の冷却過程で十分なポリゴナルフェライトを生成させることが困難となり、そのため未変態オーステナイト中へのCの濃縮が不十分となってオーステナイトを安定化させることができない。従って、Mnの含有量は0.8～2.5%と定めた。

#### 【0019】sol.Al

Alは本発明において特に重要な成分である。即ち、AlはSiと同様にフェライト安定化元素であり、ポリゴナルフェライトの生成を促進してCの未変態オーステナイトへの濃縮を促し、かつセメンタイトの析出を遅らせる作用を通じてオーステナイトの残留を促進する。しかも、その作用は同じ重量割合でSiを添加した場合よりも顕著である。その上、ポリゴナルフェライトの均一・微細な生成を促進し、穴抜け性を劣化させる粗大ベイナイトの生成を抑制する作用も有している。しかし、Al含有量がsol.Alとして0.8%を下回ると前記作用による所望の効果が得られず、一方、2.5%を超えて添加させてもその効果が飽和する上、介在物の生成を促進して延性・穴抜け性が劣化することから、本発明ではsol.Al含有量を0.8～2.5%と定めた。なお、残留オーステナイトを安定して生成させるためには「sol.Al+Si」の合計量で1.0%以上含有させることが好ましい。

#### 【0020】Ca, Zr, 及び希土類元素 (REM)

これらの成分は何れも介在物の形状を調整して冷間加工性を改善する作用を有しているため、必要により1種又は2種以上の添加がなされるが、Caの場合ではその含有量が0.0002%未満、Zrの場合ではその含有量が0.01%未満、希土類元素の場合ではその含有量が0.01%未満であると前記作用による所望の効果が得られず、一方、Caが0.01%を、Zrが0.10%を、そして希土類元素が0.10%をそれぞれ超えて含有されると、鋼中の介在物が多くなり過ぎて逆に加工性が劣化する。従って、Ca含有量は0.002～0.01%、Zr含有量は0.01～0.10%、そして希土類元素含有量は0.01～0.10%とそれぞれ定めた。

#### 【0021】Nb, Ti, 及びV

Nb, Ti及びVは何れもフェライト地に炭窒化物として析出し鋼板の更なる高強度化に有効な元素であり、そのため必要により1種又は2種以上の添加がなされるが、何れの場合も含有量が0.005%未満では所望の効果が得られない。一方、NbやTiではそれぞれ0.10%を超えて、またVの場合は0.20%を超えて含有させてもその効果が飽和してしまうために経済的でない。従って、Nb含有量は0.005～0.10%、Ti含有量は0.005～0.10%、そしてV含有量は0.005～0.20%とそれぞれ定めた。

【0022】なお、鋼中に不可避免的に混入する「不可避免不純物」としてはP, S, Cu, Ni, Cr, Mo等が挙げられるが、例えばP, Sについては出来ればその含有量を以下のように規制するのが望ましい。

##### P

Pは溶接性に悪影響を及ぼす不純物元素であるため、その含有量は0.05%以下に抑えるのが望ましいが、ポリゴナルフェライトを更に均一分散させようとの観点からは0.010%以下とすることがより好ましい。

##### S

Sは硫化物系介在物を形成して加工性を低下させる不純

物元素であるため、その含有量は0.05%以下に抑えるのが望ましいが、一段と優れた加工性を確保しようとの観点からは0.003%以下とすることがより好ましい。

【0023】ところで、上述の如き成分組成の鋼は、例えば転炉、電気炉、又は平炉等により溶製される。鋼種もリムド鋼、キャップド鋼、セミキルド鋼又はキルド鋼の何れでも良い。また、鋼片の製造についても、“造塊一分塊圧延”或いは“連続製造”の何れの手段によっても構わない。

#### 【0024】B) 熱延鋼板の製造条件

さて、前述の如き成分組成を有し、体積率で5%以上の残留オーステナイトを含んだポリゴナルフェライト主体の組織に構成された本発明熱延鋼板は、上記成分組成の鋼片をAc<sub>3</sub>点以上に加熱保持後、熱間圧延を行い、780~840℃で仕上圧延を終了した後、10~50℃/sの冷却速度にて300~450℃まで加速冷却し巻き取ることによって製造することが可能である。

【0025】即ち、鋼片をAc<sub>3</sub>点以上に加熱することにより合金元素を完全にオーステナイト中に固溶させることができる。なお、加熱炉に挿入する鋼片は、製造後の高温のままのスラブであっても、室温で放置されたスラブであっても構わない。

【0026】また、780~840℃で仕上圧延を終了することにより、オーステナイトを微細化すると共にオーステナイトの加工硬化を起こさせてポリゴナルフェライトの生成を促進することができるので、仕上圧延後に10~50℃/sの冷却速度で加速冷却する間に十分な量のポリゴナルフェライトを生成させることができる。なお、仕上温度が780℃未満であると、熱間圧延中にフェライトが生成して加工フェライトとなるため、熱延鋼板の加工性が劣化してしまう。一方、仕上温度が840℃を超えると、オーステナイトの加工硬化が不十分となってポリゴナルフェライトが十分に生成せず、残留オーステナイトが減少する。

【0027】そして、仕上圧延後の冷却速度が10℃/s未満の時は冷却中にパーライトが生成し、オーステナイトが残留しない。一方、該冷却速度が50℃/sを超えると十分な量のポリゴナルフェライトが生成せず、オーステナイトが残留しない。

【0028】更に、巻取温度が450℃を超えるとパーライトが生成し、オーステナイトが十分に残留しない。一方、300℃を下回る温度域で巻取りを行うと、マルテンサイトの生成が促進されて延性と穴抜け性が劣化する。

【0029】ところで、本発明に係わる前記高延性高張力熱延鋼板は、上記方法以外にも、前記所定成分組成の鋼片をAc<sub>3</sub>点以上に加熱保持後、熱間圧延を行い、780~940℃で仕上圧延を終了してから10℃/s以上の冷却速度にて600~700℃の温度域まで加速冷却し、その温度域で2~10秒間空冷した後、更に20℃

/s以上の冷却速度にて300~450℃まで加速冷却し巻き取ることによっても製造することができる。

【0030】即ち、780~940℃で仕上圧延を終了することでオーステナイトを微細化することができるが、その後600~700℃の温度域まで加速冷却しその温度域にて2~10秒間空冷すると、ポリゴナルフェライトの生成が促進されて未変態オーステナイトへのCの濃縮が促され十分な量のオーステナイトを残留させることができる。この場合、空冷温度域が600℃未満であったり空冷時間が2秒未満であるとポリゴナルフェライトの生成が不十分であり、一方、空冷温度域が700℃を上回ったり空冷時間が10秒を超えたりするとパーライトが生成してオーステナイトが残留しなくなる。

【0031】なお、仕上圧延後に10℃/s以上の冷却速度で加速冷却するのは、限られたホットランテーブル上で2~10秒の空冷時間を確保するためである。また、前記空冷後に20℃/s以上で加速冷却するのは、パーライトの生成を抑制するために必要だからである。

【0032】また、巻取温度については、前記別法の場合と同様、450℃を超えるとパーライトが生成し、オーステナイトが十分に残留せず、一方、300℃を下回る温度域で巻取りを行うと、マルテンサイトの生成が促進されて延性と穴抜け性が劣化する。

#### 【0033】

【発明の効果】さて、本発明に係わる熱延鋼板は、C含有量が0.05~0.25%であるために高強度部材用鋼板として要求されるレベルの溶接性を具備し、更にTRIPを利用するに十分な量のオーステナイトを含有する。しかも、Al、Siの含有量調整によってSi添加残留オーステナイト鋼板の弱点であった穴抜け性も十分に改善される。従って、本発明に従うと、溶接性が良好であるにもかかわらず、残留オーステナイトが存在していて引張強さ(TS)・伸び(El)バランスが良好で、しかも穴抜け性の優れた熱延鋼板を実現することができる。なお、本発明鋼板に溶融亜鉛メッキ、合金化溶融亜鉛メッキ、電気メッキ等の表面処理を施すことで、優れた延性、穴抜け性を備えた表面処理鋼板を得ることができる。

【0034】続いて、本発明の効果を実施例によって更に具体的に説明する。

【実施例】表2に示す化学成分組成の鋼A乃至Sから成るスラブを表3乃至表4に示す条件で加熱、熱間圧延、制御冷却及び巻取りし、板厚:2.3mmの熱延鋼板を得た。次に、得られた鋼板からJIS5号引張試験片を採取し、機械的性質を調査した。また、寸法が2.3mm厚×120mm幅×120mm長の鋼板試験片に14mmφの孔をクリアランス:15%で打ち抜き、これらにつき円錐ポンチを用いて穴抜け性を調査した。更に、鋼板中央部よりX線試験用の試験片を採取し、残留オーステナイト量の調査も実施した。これらの結果を表3乃至表4に併せて示す。

【0035】

【表2】

鋼種	化 学 成 分 (重量%)									
	C	Si	Mn	sol. Al	Ca	Zr	REM	Nb	Ti	V
本 発 明 対 象 鋼	A	0.18	0.35	1.60	1.42	—	—	—	—	—
	B	0.08	0.53	2.25	0.96	—	—	—	—	—
	C	0.21	0.26	0.88	2.24	—	—	—	—	—
	D	0.23	0.36	1.34	1.55	—	—	—	—	—
	E	0.16	0.12	1.52	1.22	—	—	—	—	—
	F	0.09	0.27	2.34	1.37	0.0025	—	—	—	—
	G	0.15	0.55	1.73	1.73	—	—	0.022	—	—
	H	0.20	0.25	1.44	1.40	—	—	—	0.018	—
	I	0.22	0.66	1.20	0.89	—	0.027	—	—	0.024
	J	0.18	0.53	1.43	1.36	—	—	0.017	0.009	—
	K	0.13	0.91	1.51	1.63	0.0032	—	—	0.012	—
	L	0.17	0.33	1.33	1.26	—	0.034	—	—	—
	M	0.14	0.35	1.25	1.47	—	—	0.041	—	—
	N	0.15	0.41	1.36	1.42	—	—	—	—	0.031
比 較 鋼	O	*0.30	0.54	1.37	1.35	—	—	—	—	—
	P	0.22	0.48	1.44	*0.32	—	—	—	—	—
	Q	*0.03	*0.02	1.40	1.18	—	—	—	—	—
	R	0.21	0.47	*0.45	1.34	—	—	—	—	—
	S	0.19	0.82	1.13	*2.94	—	—	—	—	—

(注1) 残部成分はFe及び不可避免の不純物である。

(注2) \*印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。

(注3) 「REM (希土類元素)」はミッシュメタルの形態で添加した。

【0036】

【表3】

試験番号	適用鋼種	加熱温度 (℃)	熱延仕上温度 (℃)	熱延後冷却速度 (℃/s)	巻取温度 (℃)	残留オーステナイト量 (体積%)	機 械 的 性 質				
							降伏強さ 「YS」 (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ 「TS」 (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸 び 「EL」 (%)	穴引き率 「HEL」 (%)	
本発明例	1	A	1200	780	1 0	400	2 4	53.0	81.4	39.5	9 7
	2			820	4 5	320	1 9	52.4	82.6	41.0	9 6
	3			800	2 5	400	2 0	53.6	76.7	41.7	1 0 8
	4					440	2 2	51.5	80.6	38.7	9 1
	5	D	1050	800	1 5	400	2 8	52.5	84.3	37.4	1 0 0
	6						2 0	50.2	81.3	42.8	9 8
	7						1 6	50.7	75.7	44.8	1 0 5
	8						2 2	52.3	78.5	39.5	1 0 9
	9	H	1200	840	3 0	380	1 8	53.1	82.9	38.2	9 3
	10	I					1 9	54.8	85.3	38.3	9 7
	11	J					2 1	51.4	83.3	36.6	1 0 1
	12	K					1 7	50.9	79.7	43.0	1 0 6
	13	L		800	1 5		2 0	53.0	82.9	39.0	1 0 0
	14	M					2 1	55.1	83.0	40.1	9 6
	15	N					1 6	52.7	81.6	38.8	1 0 3
比較例	16	A					1200		* 500	0	62.2
	17		* 880	3 5	420	3		62.3	83.0	19.2	4 7
	18	B	820	* 6 5	* 200	0		50.9	80.3	22.2	3 8
	19	C	* 740	* 5	420	0		55.5	70.0	17.6	4 3
	20	*O	820	2 5		1 8		53.7	86.7	28.0	3 5
	21	*P				1 6		51.2	84.0	20.0	4 0
	22	*R	800	4 5	400	4		63.3	85.2	19.1	5 1
	23	*S				2 2		61.2	81.9	27.7	3 7

(注) \*印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。

【0037】

【表4】



試験 番号	適用 鋼種	加熱 温度 (℃)	熱延仕 上温度 (℃)	熱延後冷 却速度 (℃/s)	空冷 温度 (℃)	空冷 時間 (秒)	空冷後冷 却速度 (℃/s)	巻取 温度 (℃)	残留オース テナイト量 (体積%)	機 械 的 性 質					
										降伏強さ [YS] (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ [TS] (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸 び [EI] (%)	穴抜け率 [HEL] (%)		
本 発 明 例	24	A	1200	780	2.0	680	5	5.0	400	2.2	51.2	85.4	40.2	9.2	
	25			900	5.5	600	3	2.5	320	2.0	52.1	82.4	37.7	9.2	
	26			B	920	9.0	700	10	2.0	400	1.8	50.0	75.7	43.7	11.2
	27					3.5	650	2	3.0	440	2.1	52.1	85.0	41.5	9.4
	28	D	1050	860	1.5	670	5	4.5	400	2.4	54.6	89.5	39.3	9.5	
	29	E			2.5					1.7	51.6	79.5	40.4	10.3	
	30	F			2.5					2.5	53.3	76.9	40.9	11.1	
	31	G			2.1					50.9	76.7	40.8	11.0		
	32	H	1200	800	4.0	650	3	5.0	380	1.7	52.4	81.3	39.9	9.7	
	33	I			9.0					2.3	51.2	80.0	40.8	10.4	
	34	J			1.6					54.3	82.5	37.4	9.5		
	35	K			1.9					50.6	74.2	43.3	10.4		
	36	L			2.0					52.6	80.1	40.6	9.8		
	37	M			1.7					53.5	78.1	40.0	9.3		
38	N	1.6			51.7					76.5	41.5	10.1			
比 較 例	39	A	1200	900	1.5	* 730	5	2.5	400	2	53.3	84.4	17.9	4.4	
	40				3.5	* 580	8	3.5	420	1	52.5	83.7	18.2	4.7	
	41			820	650	* 12	6.5	0		63.6	71.4	22.1	5.3		
	42			900	5.0	670		* 0		2	51.1	84.3	19.7	4.0	
	43	B		820	3.5	650	7	* 1.0		3	63.7	70.0	25.2	5.6	
	44	C		* 740	* 5		5	2.5	* 500	3	64.1	74.4	21.5	4.8	
	45	*O		820	2.5				670	4	1.7	55.0	89.2	25.9	3.9
	46	*Q		800	1.5	650	7	5.0	400	0	60.9	76.0	23.3	5.2	
	47	*R					1.6	52.3	82.4	26.6	4.0				
	48	*S													

(注) \*印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。

【0038】表3乃至表4に示される結果から明らかなように、本発明に従って製造された熱延鋼板は引張強さ：70kgf/mm<sup>2</sup>以上の高強度と伸び：30%以上の優れた延性を備えると同時に、穴抜け率：90%以上の優れた打抜き加工性を示し、高強度かつ高加工性を同時に満足していることが分かる。

【0039】一方、C含有量が本発明の規定範囲を超える鋼種Oを用いた試験番号20及び45では、伸びは比較的高いものの穴抜け性が劣っている。sol.Al含有量が本発明の規定範囲を下回る鋼種Pを用いた試験番号21では、伸び、穴抜け率が共に劣っている。C含有量が本発明の規定範囲を下回る鋼種Qを用いた試験番号46では、強度が大幅に劣っている。Mn含有量が本発明の規定範囲を下回る鋼種Rを用いた試験番号22及び47、或いはsol.Al含有量が本発明の規定範囲を超える鋼種Sを用いた試験番

号23及び48では、伸びと穴抜け性が共に劣っている。

【0040】巻取温度が本発明の規定範囲を外れる条件の試験番号16、18及び41や、仕上温度、冷却速度、空冷温度、空冷時間等が本発明で規定する範囲外の試験番号17乃至19及び41乃至44で得られた鋼板は、何れも残留オーステナイトが十分に生成せず、伸びが低下し、また穴抜け性も良好でない。

#### 【0041】

【効果の総括】以上に説明した如く、この発明によれば、強度、延性、穴抜け性並びに溶接性が共に優れる高加工性高張力熱延鋼板を安定して提供することができ、自動車足廻り部品等の産業機器部材に適用してそれら製品の性能や寿命を一段と改善することが可能となるなど、産業上極めて有用な効果がもたらされる。

#### 【表1】

鋼の化学成分 (重量%)					残留オーステナイト体積率 (%)	引張強さ [TS] (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸び [E1] (%)	穴上げ率 [HEL] (%)	TS×HEL
C	Si	Mn	Al	Fe+不純物					
0.16	1.55	1.65	0.04	残	15.1	81.2	33.3	45.1	3660
0.15	0.35	1.56	1.42	残	17.8	80.5	41.8	98.6	7940
0.16	0.55	1.54	1.53	残	17.1	81.6	42.4	97.3	7940
0.15	0.74	1.52	1.25	残	17.9	82.7	40.5	93.4	7720
0.15	0.04	1.73	1.54	残	14.4	73.5	43.2	112.3	8250